

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

In re patent application of

Katsunori Takada, et al.

Serial No.: 10/762,559

Filing Date: January 23, 2004

For: STEEL FOR USE IN HIGH STRENGTH PINION SHAFT AND
MANUFACTURING METHOD THEREOF

Honorable Commissioner of Patents
Alexandria, VA 22313-1450



Group Art Unit: 1742

Examiner: Unknown

SUBMISSION OF PRIORITY DOCUMENT

Sir:

Submitted herewith is a certified copy of Japanese Application Number 2003-014208
filed on January 23, 2003, upon which application the claim for priority is based.

Respectfully submitted,

A handwritten signature in black ink, appearing to read "Sean McGinn".

Sean M. McGinn, Esq.
Registration No. 34.386

Date: 6/17/04
McGinn & Gibb, PLLC
Intellectual Property Law
8321 Courthouse Road, Suite 200
Vienna, VA 22182-3817
(703) 761-4100
Customer No. 21254

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 1 月 2 3 日
Date of Application:

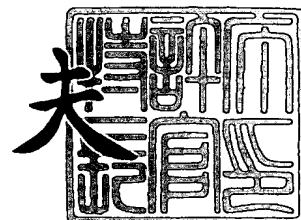
出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 0 1 4 2 0 8
Application Number:
[ST. 10/C] : [J . P 2 0 0 3 - 0 1 4 2 0 8]

出 願 人
Applicant(s): 大同特殊鋼株式会社
 光洋精工株式会社

2 0 0 4 年 3 月 1 2 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康 夫



出証番号 出証特 2 0 0 4 - 3 0 1 9 7 3 1

【書類名】 特許願

【整理番号】 PDS02018

【提出日】 平成15年 1月23日

【あて先】 特許庁長官 太田 信一郎 殿

【国際特許分類】 C22C 38/00
C22C 38/42

【発明者】

【住所又は居所】 愛知県名古屋市南区大同町二丁目 3 0 番地 大同特殊鋼株式会社 技術開発研究所内

【氏名】 高田 勝典

【発明者】

【住所又は居所】 愛知県名古屋市南区大同町二丁目 3 0 番地 大同特殊鋼株式会社 技術開発研究所内

【氏名】 井上 幸一郎

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区高麗橋四丁目 1 - 1 大同特殊鋼株式会社内

【氏名】 後藤 勝志

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区南船場三丁目 5 番 8 号 光洋精工株式会社内

【氏名】 太田 敦彦

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区南船場三丁目 5 番 8 号 光洋精工株式会社内

【氏名】 武井 智行

【特許出願人】

【識別番号】 000003713
【氏名又は名称】 大同特殊鋼株式会社
【代表者】 ▲高▼山 剛

【特許出願人】

【識別番号】 000001247
【氏名又は名称】 光洋精工株式会社
【代表者】 ▲吉▼田 紘司

【代理人】

【識別番号】 100104123
【弁理士】
【氏名又は名称】 荒崎 勝美

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 036386
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1
【物件名】 要約書 1
【包括委任状番号】 9710855

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 高強度ピニオンシャフト用鋼およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で（以下同じ）、C：0.45～0.55%、Si：0.10～0.50%、Mn：0.50～1.20%、P：0.025%以下、S：0.025%以下、Mo：0.15～0.25%、B：0.0005～0.005%、Ti：0.005～0.10%およびN：0.015%以下を含有し、かつ下記式1および式2を満たし、残部がFeおよび不可避不純物からなることを特徴とする高強度ピニオンシャフト用鋼。

$$\text{式1} \cdots 0.80 \leq Ceq \leq 0.95$$

$$\text{ただし、} Ceq = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.20 \times Cr + 0.72 \times Mo$$

$$\text{式2} \cdots f \text{ 値} \leq 1.0$$

$$\text{ただし、} f \text{ 値} = 2.78 - 3.2 \times C + 0.05 \times Si - 0.60 \times Mn$$

$$- 0.55 \times Cu - 0.80 \times Ni - 0.75 \times Cr$$

【請求項2】 C：0.45～0.55%、Si：0.10～0.50%、Mn：0.50～1.20%、P：0.025%以下、S：0.025%以下、Mo：0.15～0.25%、B：0.0005～0.005%、Ti：0.005～0.10%およびN：0.015%以下を含有し、かつ下記式1および式2を満たし、残部がFeおよび不可避不純物からなり、熱間圧延後の組織がフェライト+パーライト+ベイナイトの3相組織で、かつフェライト面積率が40%以下および最大パーライトブロックサイズが円相当径で100μm以下であり、更に熱間圧延後の硬さが24～30HRCであり、高周波焼入れ後の表面硬さが650HV以上になるとともに、焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が粒度番号8以上になることを特徴とする高強度ピニオンシャフト用鋼。

$$\text{式1} \cdots 0.80 \leq Ceq \leq 0.95$$

$$\text{ただし、} Ceq = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.20 \times Cr + 0.72 \times Mo$$

$$\text{式2} \cdots f \text{ 値} \leq 1.0$$

$$\text{ただし、} f \text{ 値} = 2.78 - 3.2 \times C + 0.05 \times Si - 0.60 \times Mn$$

$$- 0.55 \times Cu - 0.80 \times Ni - 0.75 \times Cr$$

【請求項 3】 上記残部の Fe の一部に代えて Cu : 0.50% 以下、Ni : 0.50% 以下および Cr : 0.50% 以下のうちの 1 種又は 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 または請求項 2 記載の高強度ピニオンシャフト用鋼。

【請求項 4】 上記残部の Fe の一部に代えて Nb : 0.20% 以下、Ta : 0.20% 以下、Zr : 0.10% 以下および Al : 0.10% 以下のうちの 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 ないし請求項 3 のうちのいずれか 1 項記載の高強度ピニオンシャフト用鋼。

【請求項 5】 C : 0.45~0.55%、Si : 0.10~0.50%、Mn : 0.50~1.20%、P : 0.025% 以下、S : 0.025% 以下、Mo : 0.15~0.25%、B : 0.0005~0.005%、Ti : 0.005~0.10% および N : 0.015% 以下を含有し、かつ下記式 1 および式 2 を満たし、残部が Fe および不可避不純物からなる鋼を 850℃ 以下の温度で減面率 10% 以上の圧下率で加工することを特徴とする高強度ピニオンシャフト用鋼の製造方法。

$$\text{式 1} \cdots 0.80 \leq C_{eq} \leq 0.95$$

$$\text{ただし、} C_{eq} = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.20 \times Cr + 0.72 \times Mo$$

$$\text{式 2} \cdots f \text{ 値} \leq 1.0$$

$$\begin{aligned} \text{ただし、} T_{Tr} = & 2.78 - 3.2 \times C + 0.05 \times Si - 0.60 \times Mn \\ & - 0.55 \times Cu - 0.80 \times Ni - 0.75 \times Cr \end{aligned}$$

【請求項 6】 上記残部の Fe の一部に代えて Cu : 0.50% 以下、Ni : 0.50% 以下および Cr : 0.50% 以下のうちの 1 種又は 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 5 記載の高強度ピニオンシャフト用鋼の製造方法。

【請求項 7】 上記残部の Fe の一部に代えて Nb : 0.20% 以下、Ta : 0.20% 以下、Zr : 0.10% 以下および Al : 0.10% 以下のうちの 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 5 または請求項 6 記載の高強度ピニオンシャフト用鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、自動車操舵装置（ステアリングシステム）に使用するピニオンシャフトを製造するための高強度ピニオンシャフト用鋼およびその製造方法に関する。

【0002】**【従来の技術】**

従来のステアリングシステムは、油圧を利用したラック&ピニオン式が主流であり、このシステムにはピニオンシャフトが用いられている。このピニオンシャフトの役割は、ステアリングホイールをドライバーが操作した際の回転トルクを伝達し、ラックバーの歯部と噛み合うことにより回転運動を直線運動に変換するための部品であり、ステアリングシステムの中では重要な部品の一つである。

【0003】

このピニオンシャフトは、肌焼鋼（JIS SMnC420、SCM420など）を用い、浸炭焼入れ焼戻しを行うもの、炭素鋼（JIS S45Cなど）や強靱鋼（JIS SCM440, SCM445など）を用い、高周波焼入れ焼戻しを行うものなどのように、鋼種と表面硬化熱処理の組み合わせで製造されている。

しかし、肌焼鋼に浸炭焼入れ焼戻しを行う場合には、熱処理コストが高くなるとともに、熱処理歪みや熱処理異常層が発生するという問題がある。

他方、炭素鋼や強靱鋼を高周波焼入れ焼戻しを行う場合には、肌焼鋼に浸炭焼入れ焼戻しを行うものより低コスト、低歪みであるが、ピニオンシャフトの内部硬さと高周波焼入れの容易性を確保するために調質処理を施した材料を用いると、調質によるコストアップの問題があり、また、調質処理を施した材料の代わりに非調質鋼を用いると、衝撃強度が低いためにピニオンシャフトの性能が低下するという問題がある。

【0004】

ピニオンシャフトなどのシャフト用非調質鋼のとしては、C：0.20～0.50%、Si：0.05～0.70%、Mn：0.60を超え1.00%まで、S：0.01～0.07%、V：0.02～0.50%、N：0.002～0.03%、P：0～0.050%、Cu：0～0.30%、Ni：0～0.30%

、Cr: 0~1.00%、Mo: 0~0.30、Al: 0~0.050%、Pb: 0~0.30%、Ca: 0~0.0100%、Te: 0~0.10%、Bi: 0~0.100%を含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなり、かつ $f_{n1} \geq 0$ 及び $f_{n2} \leq 0$ であることを特徴とする非調質鋼が特許文献1に開示されている。 $f_{n1} = C + (Si/10) + (Mn/6) + 5N + 1.65V + (Cr/3) - 0.6$ $f_{n2} = [C / (f_{n1} + 0.6)] - 0.6$

【0005】

また、ピニオンシャフトは製造工程において歯切り加工を行うが、この歯切り加工を行う際に用いる材料によっては硬さと組織の影響で（特に調質、焼鈍などの前熱処理をしないもの）歯切り面の粗さが大きくなり、歯形精度が低下する場合がある。このように歯形精度が低下すると、ラックとピニオンの歯部の噛み合い面状態が悪くなるため、耐摩耗性や耐ピッチング性が低下する場合がある。また歯形精度の低下レベルによっては、噛み合い面での摩擦状態の変化が大きくなり、操舵フィーリングが低下するという問題がある。

【0006】

更に最近の地球環境問題からくる省エネルギー対応のため、油圧式のパワーステアリングに替わってモータを利用した電動式のパワーステアリング（EPS）が開発され、増加する傾向にある。

このEPSでは、従来のステアリングシステムと異なるアシスト機構を持つ場合もあり、特にピニオンシャフトの回転トルクをアシストするタイプでは、ラックとピニオンの歯部の噛み合い部に従来に比べて大きな力が作用するため、従来にも増して使用条件が厳しくなる傾向にある。

【0007】

上記のように調質処理を省略する鋼、すなわち非調質鋼をそのままホブなどで歯切り加工をすると、歯切り面粗さが大きくなり歯形精度が低下し、耐摩耗性や耐ピッチング性が低下するという問題があるが、さらに一般の非調質鋼に高周波焼入れを施した場合、フェライトが多いために通常の高周波加熱条件では、高周波焼入れ層にフェライトが残留し、所定の表面硬さが得られないことにより、耐摩耗性や耐ピッチング性が低下するという問題がある。フェライトを残留させな

いために高周波加熱条件を高温または長時間加熱すると硬化層深さが深くなり、大きな熱処理歪みが発生したり、結晶粒が粗大化して強度が低下するという問題が発生する。また、従来の非調質鋼に高周波焼入れ処理を施した場合、所望のねじり、曲げ、衝撃ねじり、衝撃曲げ強度が得られないという問題があった。

【0008】

【特許文献1】

特開平9-195000号公報

【0009】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記問題点を解決するもので、ホブ加工時にむしれの発生が少なく、高周波焼入れ後の表面硬さ、衝撃値およびねじり強度が高く、高周波焼入れ時における熱処理歪みが小さい非調質で、高周波焼入れをして使用する高強度ピニオンシャフト用鋼およびその製造方法を提供することを課題としている。

【0010】

【課題を解決するための手段】

上記課題を解決するため、本発明者らは、ホブ加工時にむしれの発生が少なく、高周波焼入れ時における熱処理歪みが小さく、かつ表面硬さ、衝撃値およびねじり強度が高いピニオンシャフト用鋼について鋭意研究したところ、ホブ加工時のむしれの発生防止には、主として成分組成の適正化とミクロ組織の微細化をすればよいこと、高周波焼入れ時における熱処理歪みの発生の抑制には、主として成分組成の適正化と高周波焼入れ前の組織を調整すればよいこと、ピニオンシャフトの耐ピッチング性および耐摩耗性の向上には、高周波焼入れ層の硬さと硬さに大きく影響を及ぼすC含有量を適正にすればよいことなどの知見を得た。

【0011】

また、ねじり、曲げ、衝撃ねじり、衝撃曲げ強度の向上には、主として成分、特にMoとBを複合添加することおよび高周波焼入れ前の組織の調整によって達成できること、上記成分組成は、特許請求の範囲に記載した成分組成にすればよいこと、組織をフェライト+パーライト+ベイナイトの3相組織で、かつフェライト面積率が40%以下および最大パーライトブロックサイズが円相当径で10

0 μ m以下にするには、上記成分組成の鋼を850℃以下の温度で減面率10%以上の圧下率で加工すればよいことなどの知見を得た。

本発明は、これらの知見に基づいて発明をされたものである。

【0012】

すなわち、本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼においては、C: 0.45～0.55%、Si: 0.10～0.50%、Mn: 0.50～1.20%、P: 0.025%以下、S: 0.025%以下、Mo: 0.15～0.25%、B: 0.0005～0.005%、Ti: 0.005～0.10%およびN: 0.015%以下を含有し、更に必要に応じてCu: 0.50%以下、Ni: 0.50%以下およびCr: 0.50%以下のうちの1種又は2種以上を含有し、また必要に応じてNb: 0.20%以下、Ta: 0.20%以下、Zr: 0.10%以下およびAl: 0.10%以下のうちの1種または2種以上を含有し、かつ下記式1および式2を満たし、残部がFeおよび不可避不純物からなるものとするものである。

$$\text{式1} \cdots 0.80 \leq C_{eq} \leq 0.95$$

$$\text{ただし、} C_{eq} = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.20 \times Cr + 0.72 \times Mo$$

$$\text{式2} \cdots f \text{ 値} \leq 1.0$$

$$\begin{aligned} \text{ただし、} f \text{ 値} = & 2.78 - 3.2 \times C + 0.05 \times Si - 0.60 \times Mn \\ & - 0.55 \times Cu - 0.80 \times Ni - 0.75 \times Cr \end{aligned}$$

【0013】

さらに、本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼においては、C: 0.45～0.55%、Si: 0.10～0.50%、Mn: 0.50～1.20%、P: 0.025%以下、S: 0.025%以下、Mo: 0.15～0.25%、B: 0.0005～0.005%、Ti: 0.005～0.10%およびN: 0.015%以下を含有し、更に必要に応じてCu: 0.50%以下、Ni: 0.50%以下およびCr: 0.50%以下のうちの1種又は2種以上を含有し、また必要に応じてNb: 0.20%以下、Ta: 0.20%以下、Zr: 0.10%以下およびAl: 0.10%以下のうちの1種または2種以上を含有し、かつ下記式1および式2を満たし、残部がFeおよび不可避不純物からなり、熱間圧延後の

組織がフェライト+パーライト+ベイナイトの3相組織で、かつフェライト面積率が40%以下および最大パーライトブロックサイズが円相当径で100 μ m以下であり、更に熱間圧延後の硬さが24~30HRCであり、高周波焼入れ後の表面硬さが650HV以上になるとともに、焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が粒度番号8以上になるものとするものである。

$$\text{式1} \cdots 0.80 \leq C_{eq} \leq 0.95$$

$$\text{ただし、} C_{eq} = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.20 \times Cr + 0.72 \times Mo$$

$$\text{式2} \cdots f \text{ 値} \leq 1.0$$

$$\begin{aligned} \text{ただし、} f \text{ 値} = & 2.78 - 3.2 \times C + 0.05 \times Si - 0.60 \times Mn \\ & - 0.55 \times Cu - 0.80 \times Ni - 0.75 \times Cr \end{aligned}$$

【0014】

また、本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼の製造方法においては、C: 0.45~0.55%、Si: 0.10~0.50%、Mn: 0.50~1.20%、P: 0.025%以下、S: 0.025%以下、Mo: 0.15~0.25%、B: 0.0005~0.005%、Ti: 0.005~0.10%およびN: 0.015%以下を含有し、更に必要に応じてCu: 0.50%以下、Ni: 0.50%以下およびCr: 0.50%以下のうちの1種又は2種以上を含有し、また必要に応じてNb: 0.20%以下、Ta: 0.20%以下、Zr: 0.10%以下およびAl: 0.10%以下のうちの1種または2種以上を含有し、かつ下記式1及び式2を満たし、残部がFe及び不可避不純物からなる鋼を850℃以下の温度で減面率10%以上の圧下率で加工することである。

$$\text{式1} \cdots 0.80 \leq C_{eq} \leq 0.95$$

$$\text{ただし、} C_{eq} = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.20 \times Cr + 0.72 \times Mo$$

$$\text{式2} \cdots f \text{ 値} \leq 1.0$$

$$\begin{aligned} \text{ただし、} f \text{ 値} = & 2.78 - 3.2 \times C + 0.05 \times Si - 0.60 \times Mn \\ & - 0.55 \times Cu - 0.80 \times Ni - 0.75 \times Cr \end{aligned}$$

【0015】

【作用】

本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼は、上記構成にすることにより、ホブ加

工時にむしれの発生が少なく、高周波焼入れ後の表面硬さ、衝撃値およびねじり強度が高く、高周波焼入れ時における熱処理歪みが小さいものとなる。この高強度ピニオンシャフト用鋼は、高周波焼入れ後の表面硬さ、衝撃値およびねじり強度が高いため、ステアリングシステムの中でも使用条件が過酷な電動式のパワーステアリングにも使用することができ、さらにステアリングシステムの小型化に対応する軽量化をすることもできる。

【0016】

また、本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼の製造方法は、上記構成にすることにより、熱間圧延後の組織がフェライト＋パーライト＋ベイナイトの3相組織で、かつフェライト面積率が40%以下および最大パーライトブロックサイズが円相当径で100 μ m以下であり、更に熱間圧延後の硬さが24～30HRCであり、高周波焼入れ後の表面硬さが650HV以上になるとともに、焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が粒度番号8以上になり、上記特性を有する高強度ピニオンシャフト用鋼を製造することができる。

【0017】

【発明の実施の形態】

次に、本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼の成分組成、Ceqおよびf値を上記のように特定している理由を説明する。

C: 0.45～0.55%

Cは、高周波焼入れ層の硬さを高め、耐ピッチング性や耐摩耗性を向上させるので、そのために含有させる元素である。それらの作用効果を得るためには0.45%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると製造した高強度ピニオンシャフトのねじり、曲げ、衝撃ねじり、衝撃曲げ等の強度が低下するので、上限を0.55%とする。

【0018】

Si: 0.10～0.50%

Siは、鋼溶製時において脱酸作用を有しているので、そのために含有させる元素である。その作用効果を得るためには0.10%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると鋼の靱性を低下するので、上限を0.50%とする。

【0019】

Mn : 0.50 ~ 1.20 %

Mn は、鋼溶製時において脱酸作用を有しているとともに、鋼の焼入性を向上させるので、それらのために含有させる元素である。それらの作用効果を得るためには 0.50 % 以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると硬さが高くなり過ぎるので、上限を 1.2 % とする。

【0020】

P : 0.025 % 以下

P は、不可避な不純物であり、粒界に偏析して靱性を低下させるとともに、高周波焼入れ時の焼割れの発生を助長する元素であるので、低いほうが好ましいが、低くしても効果が飽和し、またコストも高くなるので、上限を 0.025 % とする。

【0021】

S : 0.025 % 以下

S は、不可避な不純物であり、硫化物系介在物を形成して疲労破壊の起点となるので、疲労強度を低下し、焼割れの原因となるので、低いほうが好ましいが、著しく低くなると被削性を低下するので、上限を 0.025 % とする。

【0022】

Mo : 0.15 ~ 0.25 %

Mo は、焼入性を高めるとともに、高周波焼入れによって得られる硬化層の衝撃応力の作用に対する抵抗を向上させることにより耐衝撃き裂生成エネルギーを大きくするので、それらのために含有させる元素である。それらの作用効果を得るには 0.15 % 以上含有させる必要があるが、多量に含有させると圧延状態でマルテンサイトが発生して硬くなり、被削性を低下させるので、上限を 0.25 % とする。また、B と複合添加すると高周波焼入れ層の靱性改善効果がさらに助長される。

【0023】

B : 0.0005 ~ 0.005 %

B は、焼入性を向上させるとともに、P の粒界偏析を抑制して高周波焼入れ層

の靱性を向上させるので、それらのために含有させる元素である。それらの作用効果を得るためには0.0005%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると結晶粒を粗大化させて靱性を低下させるので、上限を0.005%とする。また、Moと複合添加すると高周波焼入れ層の靱性改善効果がさらに助長される。

【0024】

Ti: 0.005~0.10%

Tiは、TiNを生成して鋼中のNを固定し、BNの生成を妨げて有効なB量を多くするので、そのために含有させる元素である。Nを固定して上記Bの効果を発揮させるためには0.005%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると靱性を低下させるので、上限を0.10%とする。

【0025】

N: 0.015%以下

Nは、不可避な不純物であり、鋼中で窒化物系非金属介在物を形成して製造するピニオンシャフトの疲労強度を低下させるので、上限を0.015%とする。

【0026】

Cu: 0.50%以下

Cuは、f値をコントロールするために含有させてもよいが、多量に含有させると鋼の熱間加工性を低下するので、上限を0.50%以下とする。

Ni: 0.50%以下

Niは、f値をコントロールするために含有させてもよいが、多量に含有させると鋼の被削性を低下させるので、上限を0.50%以下とする。

Cr: 0.50%以下

Crは、f値をコントロールするために含有させてもよいが、多量に含有させると鋼の焼入性が増加して圧延状態でマルテンサイトが発生し、硬さが高くなって被削性を低下させるので、上限を0.50%とする。

【0027】

Nb: 0.20%以下、Ta: 0.20%以下

NbおよびTaは、高周波焼入れ層の組織を微細化して靱性を改善させるので

、そのために含有させる元素であるが、多く含有すると効果が飽和するので、上限を 0.20% とする。

Zr: 0.10% 以下、

Zr は、高周波焼入れ層の組織を微細化して靱性を改善させるとともに、酸化物を形成して硫化物の核となり、かつ MnS の延伸性を改善して粒状硫化物となるため、ねじり疲労強度を向上させるので、それらのために含有させる元素であるが、多く含有すると効果が飽和するので、上限を 0.10% とする。

Al: 0.10% 以下

Al は、鋼溶製時において強い脱酸作用を有しているとともに、結晶粒を微細化して靱性を改善するので、それらのために含有させる元素であるが、多くなり過ぎると Al_2O_3 系介在物が増加して疲労強度を低下させるので、上限を 0.10% とする。

【0028】

$0.80 \leq Ceq \leq 0.95$

ただし、 $Ceq = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.20 \times Cr + 0.72 \times Mo$

熱間圧延のままの硬さは、主として鋼の化学組成、圧延材の寸法、圧延条件および冷却条件によって決まるものである。ピニオンシャフト用鋼の場合、その鋼材の寸法が直径 20～30 mm であり、熱間圧延条件が 850℃ 以下の温度で減面率 10% 以上の圧下率であり、また冷却方法が著しいコスト増加を招かない衝風冷却、大気放冷またはポット冷却であるので、その硬さは、ほとんど Ceq の大小によって決まるものである。この硬さをピニオンシャフト用鋼に必要な 24～30 HRC（下記で詳細に説明する。）にするには、Ceq を 0.80～0.95 にすることが必要である。Ceq が 0.80 未満では熱間圧延後の硬さが 24 HRC 以上にならないからであり、0.95 より大きいと硬さが 30 HRC より高くなって硬くなり過ぎて被削性が低下するからである。

【0029】

$f \text{ 値} \leq 1.0$

ただし、 $f \text{ 値} = 2.78 - 3.2 \times C + 0.05 \times Si - 0.60 \times Mn$

$- 0.55 \times Cu - 0.80 \times Ni - 0.75 \times Cr$

フェライト量は、主として鋼の化学組成、圧延材の寸法、圧延条件および冷却条件によって決まるものである。ピニオンシャフト用鋼の場合、その鋼材の寸法が直径20～30mmであり、熱間圧延条件が850℃以下の温度で減面率10%以上の圧下率であり、また冷却方法が著しいコスト増加を招かない衝風冷却、大気放冷またはポット冷却であるので、フェライト量は、ほとんどf値の大小によって決まるものである。このフェライト量をピニオンシャフト用鋼に必要な40%以下（下記で詳細に説明する。）にするには、f値を1.0以下にすることが必要である。f値が1.0より大きいとフェライト量がピニオンシャフト用鋼に必要な40%以下にならないからである。

【0030】

次に、熱間圧延後の組織、フェライト面積率、最大パーライトブロックサイズ、熱間圧延後の硬さ、高周波焼入れ後の表面硬さおよび焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度を上記のように特定した理由を説明する。

熱間圧延後の組織：フェライト＋パーライト＋ベイナイトの3相組織

マルテンサイトが存在すると硬さが著しく高くなるとともに、衝撃値が低下するので、フェライト＋パーライト＋ベイナイトの3相組織とする。

【0031】

フェライト面積率：40%以下

高周波焼入れ前の組織に多量のフェライトが存在すると、高周波焼入れのような短時間の加熱処理においては、フェライト中へCの拡散が不十分となり、高周波焼入れ後の組織にフェライトが残留することになる。この残留フェライトは、曲げおよびねじり強度を低下する原因になる。また均一な硬さが得にくくなり、耐摩耗性も低下することになる。残留フェライトを少なくするために高周波焼入れにおいて長時間加熱または高温加熱することが考えられるが、長時間加熱をした場合には硬化層深さが深くなり、製造するピニオンシャフトの歪みが大きくなるとともに、表面近傍の残留応力の低下により疲労強度が低下する原因となる。他方、高温加熱をした場合には高周波焼入れ層の結晶粒が粗大化して靱性の低下を招くことになる。したがって、高周波焼入れ前のフェライト量を40%以下にするのが望ましい。なお、パーライトおよびベイナイトは、フェライトに比べて

有害でないので、この量は規制しない。

【0032】

最大パーライトブロックサイズ：円相当径で $100\mu\text{m}$ 以下

ホブ加工時のむしれの発生を抑制するためには、組織の微細化を図るのが有効である。特にパーライトブロックが粗大であると、ホブ加工時に剥離してむしれを発生するからである。実用のピニオンシャフトの表面仕上げ精度を考慮すると、パーライトブロックの円相当径を $100\mu\text{m}$ 以下にする必要があるので、この値を $100\mu\text{m}$ 以下とするのが望ましい。

【0033】

熱間圧延後の硬さ：24～30HRC

ピニオンシャフトの機械加工における工具寿命およびピニオンシャフトの強度を確保するためには、24～30HRCにするのが望ましい。24HRC以下であるとピニオンシャフトに必要な強度が得られず、また30HRC以上であると工具寿命が低下してコストを増加し、加工に長時間を必要とするようになるからである。

【0034】

高周波焼入れ後の表面硬さが650HV以上

ピニオンシャフトの強度および耐摩耗性の確保、特に耐摩耗性を確保するためには、高周波焼入れ後の表面硬さを650HV以上にするのが好ましい。

高周波焼入れ後の焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度：粒度番号8以上

旧オーステナイト結晶粒が大きいと高周波焼入れ、焼戻し後の靱性が低下するので、旧オーステナイト結晶粒度を粒度番号8以上にするのが望ましい。

【0035】

次に、本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼の製造方法における熱間圧延条件について説明する。

圧延温度が低く、また圧下率を大きくすると組織が微細化するが、圧延温度が低く過ぎたり、圧下率が小さすぎると圧延後未再結晶組織を呈し、組織が粗くなる。圧延後の鋼材のミクロ組織を微細で、かつパーライトブロックサイズを $100\mu\text{m}$ 以下にするためには、850℃以下、好ましくは700℃以上の温度で

、10%以上の圧下率を施す必要がある。

【0036】

本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼は、上記理由により上記成分組成の範囲内であり、かつ上記2つの式を満たし、残部をFe及び不可避不純物とするものであるか、または、さらに上記のようにこれらに熱間圧延後の組織、フェライト面積率、最大パーライトブロックサイズ、熱間圧延後の硬さ、高周波焼入れ後の表面硬さおよび焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度を上記のように特定したものである。

また、本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼の製造方法は、上記理由により上記成分組成の範囲内であり、かつ上記2つの式を満たし、残部をFe及び不可避不純物からなるものを850℃以下の温度で減面率10%以上の圧下率で加工することである。

【0037】

【実施例】

次に、本発明の実施例を説明する。

実施例1

下記表1に示す成分組成の本発明例および比較例の鋼を溶製したのちビレットにし、800℃以下の温度で圧下率15%の熱間圧延をしてφ23mmの丸棒にした後空冷した。この丸棒からミクロ組織、フェライト面積率および最大パーライトブロックサイズ測定用試験片、圧延材硬さ測定用試験片、ホブ加工用試験片、高周波焼入れ表面硬さ測定用試験片、高周波焼入れによる歪み測定用試験片およびねじり強度測定用試験片を作製した。これらの試験を用いて下記の試験方法によってそれぞれの測定を行った。その結果を下記表2に示す。

【0038】

ミクロ組織、フェライト面積率および最大パーライトブロックサイズの測定

上記試験片を用い、その横断面を研磨し、エッチングした後、光学顕微鏡により測定した。

圧延材硬さ（圧延後の硬さ）測定

上記試験片の硬さをロックウエル硬度計を用いてCスケールで測定した。

ホブ加工におけるむしれ測定

上記ホブ加工用試験片（軸部分 $\phi 15\text{ mm}$ 、歯切り部分 $\phi 22\text{ mm}$ 、長さ 130 mm ）を用い、ハイスのホブを使用し、回転速度 425 rpm 、送り速度 0.73 mm/分 で歯切りを行い、切削面の粗さを粗さ測定器で測定した。

【0039】

高周波焼入れ表面硬さ測定

上記 $\phi 23\text{ mm}$ の丸棒より $\phi 20\text{ mm}$ 、長さ 150 mm の試験片を作製し、高周波加熱装置により表面加熱温度約 $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$ 、加熱時間 $2\sim 5$ 秒で加熱した後水冷し、 170°C に加熱して焼戻しをした。この供試材を用いてビッカース硬度計により測定した。

【0040】

高周波焼入れによる歯形の歪み測定

上記 $\phi 23\text{ mm}$ の丸棒より軸部分 $\phi 15\text{ mm}$ 、歯切り部分 $\phi 22\text{ mm}$ 、長さ 130 mm のピニオンシャフトを作製し、高周波加熱装置により表面加熱温度約 $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$ 、加熱時間 $2\sim 5$ 秒で加熱した後水冷し、 170°C に加熱して焼戻しをした後歯形精度を測定した。

ねじり強度の測定

上記 $\phi 23\text{ mm}$ の丸棒より試験部直径 12 mm の試験片を作製し、この試験片を高周波焼入れ焼戻しをし、油圧式ねじり試験機によってねじり強度を測定した。

【0041】

【表1】

表	I	(mass%)											f 値
		No	C	Si	Mn	P	S	Mo	B	Ti	N	そ の 他	
本 発 明 例		1	0.50	0.25	0.85	0.010	0.015	0.20	0.0017	0.04	0.008		0.83 0.44
		2	0.52	0.45	1.10	0.015	0.015	0.20	0.0015	0.04	0.008	Cr:0.30	0.93 0.12
		3	0.45	0.25	1.00	0.015	0.015	0.23	0.0015	0.04	0.008		0.82 0.50
		4	0.50	0.21	0.78	0.016	0.017	0.17	0.0015	0.04	0.008	Cr:0.22	0.81 0.35
		5	0.50	0.26	0.86	0.013	0.015	0.21	0.0015	0.04	0.007	Cu:0.35 Ni:0.30 Cr:0.25	0.84 0.41
		6	0.54	0.26	0.74	0.016	0.015	0.17	0.0016	0.045	0.008		0.85 0.00
		7	0.50	0.28	0.86	0.017	0.016	0.22	0.0017	0.043	0.009	Nb:0.05 Al:0.04	0.86 0.27
		8	0.49	0.30	0.83	0.018	0.014	0.19	0.0015	0.044	0.008	Ta:0.08 Zr:0.01	0.82 0.42
		9	0.50	0.25	0.85	0.012	0.016	0.20	0.0017	0.040	0.007	Cu:0.33 Ni:0.32 Cr:0.21 Nb:0.04 Al:0.03	0.84 0.09
		10	0.49	0.28	0.82	0.016	0.015	0.19	0.0013	0.040	0.009	Cu:0.30 Ni:0.25 Cr:0.18 Ta:0.06 Al:0.05	0.81 0.23
比 較 例		1	0.43	0.25	0.65	0.010	0.015	0.20	0.0015	0.04	0.008		0.68 1.06
		2	0.55	0.65	1.10	0.015	0.015	0.20	0.0016	0.04	0.008		0.98 0.03
		3	0.45	0.25	0.70	0.015	0.015	0.23	0.0015	0.04	0.008		0.78 0.75
		4	0.41	1.10	0.55	0.015	0.015	0.26	0.0015	0.04	0.008		0.80 1.02
		5	0.40	0.25	0.85	0.015	0.016	0.20	0.0016	0.04	0.008		0.78 0.75
		6	0.60	0.24	0.85	0.016	0.015	0.20	0.0019	0.04	0.010		0.92 0.12
		7	0.51	0.25	0.83	0.015	0.015	0.12	0.0015	0.04	0.008		0.78 0.42
		8	0.49	0.30	0.60	0.015	0.015	0.30	0.0015	0.04	0.008		0.82 0.86
		9	0.51	0.65	0.75	0.017	0.018	0.21	0.0002	0.035	0.010		0.86 0.44
		10	0.53	0.08	0.82	0.014	0.017	0.16	0.0078	0.11	0.018		0.81 0.31

【0042】

【表2】

表 2

No.	ミクロ組織	フェライト 面積率 (%)	最大パーライト ブロックサイズ (μm)	圧延材硬さ (HRC)	ホブ加工の むしれ	高周波焼入れ 材表面硬さ (HV)	歯形のみ	ねじり強度 (MPa)
1	F + P + B	20	40	36.9	小	720	小	1780
2	"	6	53	29.7	小	760	小	1800
3	"	20	42	25.2	小	650	小	1670
4	"	13	40	24.4	小	715	小	1750
5	"	17	35	25.9	小	720	小	1750
6	"	1	55	26.3	小	718	小	1780
7	"	9	39	26.6	小	724	小	1770
8	"	14	38	25.0	小	710	小	1760
9	"	5	34	26.3	小	727	小	1790
10	"	10	32	25.1	小	709	小	1770
1	F + P + B	45	45	20.0	中	580	中	---
2	"	5	62	31.6	"	730	"	---
3	"	30	61	25.2	"	620	"	---
4	"	42	46	24.3	"	570	"	---
5	"	31	48	21.2	"	540	"	1550
6	"	5	60	29.4	"	770	小	1450
7	"	20	56	23.2	"	720	---	1570
8	F + P + B + M	15	30	34.9	"	705	---	---
9	F + P + B	14	35	26.7	小	718	小	1340
10	"	28	39	24.6	小	734	小	1360

【0043】

表2の結果によると、本発明例は、何れもミクロ組織がフェライト+パーライト

+ベイナイトの3相組織であり、かつフェライト面積率が20%以下、最大パーライトブロックサイズが円相当径で35~55 μ m、圧延材硬さ（圧延後の硬さ）が24.4~29.7HRCと36.9HRC（請求項1の実施例）、高周波焼入れ後の表面硬さが650~760HVであり、ホブ加工におけるむしれは小さく、さらに歯形の歪みは小さく、またねじり強度は1670~1800MPaであった。

【0044】

これに対して、C含有量およびCeqが本発明より低く、またf値が本発明より高い比較例1は、フェライト面積率が本発明例より高く、圧延材硬さ（圧延後の硬さ）が本発明例よりかなり低く、ホブ加工におけるむしれおよび高周波焼入れによる歯形の歪みが本発明例より大きかった。

さらに、Si含有量が本発明より多く、Ceqが本発明より高い比較例2は、最大パーライトブロックサイズが本発明例より大きく、ホブ加工におけるむしれおよび高周波焼入れによる歯形の歪みが本発明例より大きかった。

【0045】

また、Ceqが本発明よりやや低い比較例3は、フェライト面積率が本発明例よりやや高く、高周波焼入れ後の表面硬さが本発明例よりやや低く、ホブ加工におけるむしれおよび高周波焼入れによる歯形の歪みが本発明例より大きかった。

また、C含有量が本発明よりやや少なく、Si含有量が本発明よりかなり多く、またf値が本発明より高い比較例4は、フェライト面積率が本発明例より高く、圧延材硬さが本発明例よりやや低く、高周波焼入れ後の表面硬さが本発明例よりかなり低く、またホブ加工におけるむしれおよび高周波焼入れによる歯形の歪みが本発明例より大きかった。

【0046】

また、C含有量が本発明よりやや少なく、またCeqが本発明より低い比較例5は、フェライト面積率が本発明例よりやや高く、圧延材硬さおよび高周波焼入れ後の表面硬さが本発明例よりかなり低く、さらにホブ加工におけるむしれおよび高周波焼入れによる歯形の歪みが本発明例より大きく、またねじり強度が本発明例よりやや低かった。

また、C含有量が本発明より多い比較例6は、最大パーライトブロックサイズが本発明例よりやや大きく、さらにホブ加工におけるむしれが本発明例より大きく、またねじり強度が本発明例よりかなり低かった。

【0047】

また、Mo含有量が本発明よりやや少なく、またCeqが本発明よりやや低い比較例7は、圧延材硬さが本発明例よりやや低く、さらにホブ加工におけるむしれが本発明例より大きく、またねじり強度が本発明例よりやや低かった。

また、Mo含有量が本発明より多い比較例8は、組織にマルテンサイトが存在しており、ホブ加工におけるむしれが本発明例より大きかった。

また、Si含有量が本発明より多く、B含有量が本発明より少ない比較例9は、ねじり強度が本発明例よりかなり低かった。

また、Ti含有量およびN含有量が本発明よりやや多い比較例10は、ねじり強度が本発明例よりかなり低かった。

【0048】

実施例2

上記実施例1で作成したビレットのうちの表1の本発明例4および比較例2の成分組成を有するビレットを用い、熱間圧延の際の加熱温度を1100～1250℃、圧延温度を750～950℃、冷却条件を衝風冷却、大気冷却またはポット冷却の範囲でそれぞれ調節して旧オーステナイト結晶粒度が下記表3に記載した結晶粒度番号になる試験材を作製した。この試験材より下記き裂生成エネルギー測定用試験片を作製し、下記き裂生成エネルギー試験を行った。その結果を下記表3に示す。なお、旧オーステナイト結晶粒度は、試験片のノッチ底断面を研磨し、エッチングした後、光学顕微鏡により測定した。

【0049】

き裂生成エネルギー試験

JIS2mmUノッチ試験片を高周波加熱装置により表面加熱温度900～1100℃、加熱時間2～5秒で加熱した後水冷し、170℃で焼戻した。この試験片を用いて計装化シャルピー試験にてき裂生成エネルギーを求めた。この結果を下記表3に示す。

【0050】

【表 3】

表 3

	No.	供試材	高周波焼入れ層の 旧オーステナイト 結晶粒度番号	き裂生成エネルギー (J)
本発明例	11	本発明例 4	8.6	15
	12	〃	10.5	20
比較例	11	比較例 2	5.5	6
	12	〃	8.5	9

【0051】

表 3 の結果によると、旧オーステナイト結晶粒度が 8.6 と 10.5 の本発明例 11 と 12 は、き裂生成エネルギーが 15 J と 20 J であった。

これに対して、旧オーステナイト結晶粒度が 5.5 と 8.5 (供試材の比較例 2 は、Si 含有量が本発明より多く、Ceq が本発明より高い。) の比較例 11 と 12 は、き裂生成エネルギーが本発明例の半分以下の 6 J と 9 J であった。

【0052】

実施例 3

上記実施例 1 で作成したビレットのうちの表 1 の本発明例 1、3、4、6 および 7 並びに比較例 1、4 および 6 の成分組成を有するビレットから $\phi 53$ mm、厚さ 5 mm の試験片を作製した。この試験片を高周波焼入れ焼戻した後、表面硬さを測定するとともに、下記方法で摩耗量を測定した。その結果を下記表 4 に示す。

摩耗減量測定用試験

上記試験片を用い、ピンオンディスク式の摩耗試験機によって、荷重：2 MPa、周速：1 m/分、潤滑：ドライおよび相手ピン：S U J 2 の焼入れ焼戻し材 (62 HRC) の条件で 2 時間摩耗試験を実施した後供試材の摩耗減量を測定した。

【0053】

【表 4】

表 4

	No.	供試材	高周波焼入れ材 表面硬さ (HV)	摩耗減量 (g)
本発明例	13	本発明例 1	720	0.002
	14	本発明例 3	650	0.004
	15	本明例例 4	715	0.003
	16	本明例例 6	718	0.002
	17	本明例例 7	724	0.002
比較例	13	比較例 1	580	0.043
	14	比較例 4	570	0.045
	15	比較例 6	540	0.060

【0054】

表 4 の結果によると、本発明例は、高周波焼入れ材表面硬さが 650～724 HV であり、また摩耗減量が 0.002～0.004 g であった。

これに対して、比較例は、540～580 HV であり、摩耗減量が本発明例の 10 倍以上の 0.043～0.060 g であった。

【0055】

【効果】

本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼は、上記構成にしたことにより、ホブ加工時にむしれの発生が少なく、高周波焼入れ後の表面硬さ、衝撃値およびねじり強度が高く、高周波焼入れ時における熱処理歪みが小さいという優れた効果を奏する。

また、本発明の高強度ピニオンシャフト用鋼の製造方法は、上記構成にしたことにより、ホブ加工時にむしれの発生が少なく、高周波焼入れ後の表面硬さ、衝撃値およびねじり強度が高く、高周波焼入れ時における熱処理歪みが小さい高強度ピニオンシャフト用鋼を製造することができるという優れた効果を奏する。

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 ホブ加工時にむしれの発生が少なく、高周波焼入れ後の表面硬さ、衝撃値およびねじり強度が高く、高周波焼入れ時における熱処理歪みが小さい非調質で、高周波焼入れをして使用する高強度ピニオンシャフト用鋼およびその製造方法を提供すること。

【解決手段】 質量%で、C：0.45～0.55%、Si：0.10～0.50%、Mn：0.50～1.20%、P：0.025%以下、S：0.025%以下、Mo：0.15～0.25%、B：0.0005～0.005%、Ti：0.005～0.10%およびN：0.015%以下を含有し、かつ $0.80 \leq Ceq \leq 0.95$ および $f \text{ 値} \leq 1.0$ を満たし、残部がFeおよび不可避不純物からなることを特徴とする高強度ピニオンシャフト用鋼。

【選択図】 なし

特願 2 0 0 3 - 0 1 4 2 0 8

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [0 0 0 0 0 3 7 1 3]

1. 変更年月日	1 9 9 0 年 8 月 2 7 日
[変更理由]	新規登録
住 所	愛知県名古屋市中区錦一丁目 1 1 番 1 8 号
氏 名	大同特殊鋼株式会社

特願 2 0 0 3 - 0 1 4 2 0 8

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 1 2 4 7]

1. 変更年月日

1 9 9 0 年 8 月 2 4 日

[変更理由]

新規登録

住 所

大阪府大阪市中心区南船場 3 丁目 5 番 8 号

氏 名

光洋精工株式会社